



# MANUFACTURE OF DEEP DRAWING COLD ROLLING STEEL PLATE HAVING SLOW AGING PROPERTY AND SMALL ANISOTROPY

## Abstract of JP 58025436 (A)

Last updated: 26.04.2011      Worldwide Database      5.7.22; 92p

⑩ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭58-25436

⑬ Int. Cl. <sup>3</sup>	識別記号	庁内整理番号	⑭ 公開
C 21 D 9/48		7047-4K	昭和58年(1983)2月15日
8/04		6793-4K	
// C 22 C 38/14	C B B	7147-4K	発明の数 2 審査請求 未請求

(全 7 頁)

⑮ 遅時効性、異方性小なる深絞り用冷延鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭56-124936

⑰ 出 願 昭56(1981)8月10日

⑱ 発 明 者 佐藤進  
市原市萩作1311-64

⑲ 発 明 者 橋本修  
千葉市貝塚町1327-314

⑳ 発 明 者 入江敏夫  
千葉市小倉台2-3-6

㉑ 発 明 者 松野伸男  
千葉市園生町1351

㉒ 出 願 人 川崎製鉄株式会社  
神戸市中央区北本町通1丁目1  
番28号

㉓ 復 代 理 人 弁理士 中路武雄

#### 明 細 書

##### 1. 発明の名称

遅時効性、異方性小なる深絞り用冷延鋼板の製造方法。

##### 2. 特許請求の範囲

(1) 重量比にて C : 0.004 % 以下、Mn : 0.03 ~ 0.30 %、P : 0.150 % 以下、S : 0.020 % 以下、N : 0.007 % 以下、酸可溶 Al : 0.005 ~ 0.150 % を含有し、更に Nb, Ti, V, Zr, W のうちから選ばれた 1 種もしくは 2 種以上を合計で 0.002 ~ 0.010 % を含有し、残部が Fe および不可避的不純物より成る冷延鋼板の製造方法において、前記冷延鋼板を 700 ~ 950℃ の温度範囲において連続焼鈍することを特徴とする遅時効性、異方性小なる深絞り用冷延鋼板の製造方法。

(2) 重量比にて C : 0.004 % 以下、Mn : 0.03 ~ 0.30 %、P : 0.150 % 以下、S : 0.020 % 以下、N : 0.007 % 以下、酸可溶 Al : 0.005 ~ 0.150 % を含有し、更に Nb, Ti, V, Zr, W のうちから選ばれた 1 種もしくは 2 種以上を合計で 0.002 ~

0.010 % を含有する冷延鋼板の製造方法において、前記成分の他に更に B : 0.0010 ~ 0.0050 % を含む残部が Fe および不可避的不純物より成る冷延鋼板を 700 ~ 950℃ の温度範囲において連続焼鈍することを特徴とする遅時効性、異方性の小なる深絞り用冷延鋼板の製造方法。

##### 3. 発明の詳細な説明

本発明は遅時効性、異方性の小なる深絞り用冷延鋼板の製造方法に関する。

一般に自動車外板等の用途に使用されるプレス加工用冷延鋼板にはすぐれた深絞り成形性と耐時効性が要求されることが多い。深絞り成形性を支配するのは材料特性のうちランタムフォード値いわゆる  $r$  値が最も重要であり、副次的に伸び ( $EL$ ) 等も影響する。

一方鋼板中に固溶状態の C, N が残存していると室温時効によりプレス時にストレッチャーストレインと呼ばれる障害を生じ易い。従つてプレス加工用鋼板は遅時効性であることが望まれる。

遅時効性深絞り用冷延鋼板を製造する方法とし

て低炭素アルミヤルド鋼を使用する方法がある。これは箱焼鈍法により加熱時に析出するAl<sub>2</sub>Nの作用により高r値を得ると同時に、NはAlにより、CはFe<sub>3</sub>Cとして析出固定し非時効化する。またこれとは別にオープンコイル焼鈍法により、脱炭および脱窒を行う方法もある。

上記の方法はいずれもパッチ法であるため、連続焼鈍法に比較して生産性が低く、かつ焼鈍材の均質性に欠ける欠点がある。また長時間の熱処理であるため鋼板表面にSi、Mn等が濃化してテンパーカラーが発生し易い。更に脱炭、脱窒鋼において特に起こり易い現象であるが、徐冷時に結晶粒界へPが偏析することにより2次加工脆化が問題となることがある。

上記のパッチ焼鈍法の欠点を解決する方法として連続焼鈍法がある。連続焼鈍法は急速加熱、短時間均熱および急速冷却サイクルであるため低炭素鋼を使用している限りパッチ法に比較して、十分な粒成長が図れず延性およびr値が劣り、更にC、Nの固定が困難であり非時効性も得ることが

困難である。

これに対して素材としてCを極力低減した極低炭素アルミヤルド鋼を使用して連続焼鈍サイクルでも十分なる特性を得る方法が種々開示されており、特公昭51-17490、特開昭55-58333等がその例である。ところが上記の方法には次の如き欠点がある。

(A) C量を20 ppm以下の超低炭素域としない限り実質的な非時効性を得ることは困難である。

(B) C量が20 ppm以下の鋼においてもr値、伸び等の材料特性の面内異方性が大きく実用上問題がある。

一方従来からすぐれた深絞り性と時効特性および異方性の小さい鋼板を得る方法として強力な炭窒化合物形成元素例えばTi、Nb等を使用して鋼中のC、Nを析出固定する方法が公知である。Tiについては特公昭42-12348、Nbについては特公昭53-35002等がこの例である。しかしながらこの方法においてC量が多いときは多量の析出物により延性が劣化し、逆にC量が50 ppm以下

の低い領域になるとこれらを析出固定するにはTi等を化学量論的に必要な量より相当多量に含有させない限り効果がない。その結果、未結合の過剰Ti等はやはり延性の劣化をもたらす成形性にとって好ましくない欠点がある。

本発明の目的は上記の従来技術の問題点を解決し、遅時効性、異方性小なる深絞り用冷延鋼板の製造方法を提供するにある。

本発明のこの目的は次の2発明によつて達成される。

第1発明の要旨とするところは次のとおりである。すなわち、重量比にてC：0.004%以下、Mn：0.03～0.30%、P：0.150%以下、S：0.020%以下、N：0.007%以下、酸可溶Al：0.005～0.150%を含有し、更にNb、Ti、V、Zr、Wのうちから選ばれた1種もしくは2種以上を合計で0.002～0.010%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物より成る冷延鋼板の製造方法において、前記冷延鋼板を700～950℃の温度範囲において連続焼鈍することを特徴とする遅時効性、異方性

小なる深絞り用冷延鋼板の製造方法である。

第2発明の要旨とするところは、第1発明と同一の基本組成の他に更にB：0.0010～0.0050%を含み残部がFeおよび不可避的不純物より成る冷延鋼板を第1発明と同様の方法にて連続焼鈍するものである。

すなわち本発明はいずれも、Cが0.004%以下のアルミヤルド鋼にNb、Ti、V、Zr、Wのうちから選ばれた1種あるいは2種以上を合計で0.002～0.010%微量添加し、あるいは更にBを0.0010～0.0050%添加した鋼を従来の方法により熱延、冷延を行い、ついで700～950℃の温度範囲で連続焼鈍し、遅時効性、異方性小なる深絞り用冷延鋼板を製造するのである。

次に本発明の基礎になつた実験から説明する。第1表に示す組成の鋼をLD転炉にて出鋼し、RH脱ガス工程を経て、連続鋳造により鋼片とした。これら鋼片を常法により仕上温度870～910℃、巻取温度660～710℃の熱間圧延、圧下率75%の冷間圧延により0.8mmの鋼板とした。ついで連

第 1 表

試 料 番 号	化 学 組 成 ( 重 量 % )									
	C	Si	Mn	P	S	O	N	AL	Nb	Tr
1	0.0010	0.01	0.15	0.011	0.007	0.0026	0.0021	0.061	0.003	0.003
2	0.0013	0.01	0.15	0.012	0.006	0.0020	0.0019	0.042	0.008	0.008
3	0.0013	0.02	0.16	0.014	0.007	0.0035	0.0018	0.050	0.011	0.011
4	0.0015	0.01	0.14	0.011	0.007	0.0030	0.0017	0.038	0.021	0.021
5	0.0009	0.02	0.14	0.011	0.007	0.0031	0.0026	0.027	0.060	0.060
6	0.0026	0.02	0.14	0.013	0.008	0.0028	0.0028	0.032	0.056	0.056
7	0.0030	0.01	0.15	0.012	0.009	0.0019	0.0032	0.027	0.047	0.047
8	0.0032	0.01	0.15	0.012	0.011	0.0032	0.0027	0.047	0.051	0.051
9	0.0033	0.01	0.15	0.015	0.009	0.0026	0.0026	0.051	0.025	0.025

$$\Delta r = \frac{r_{0^{\circ}} + r_{90^{\circ}} - 2r_{45^{\circ}}}{2}$$

ただし  $r_{0^{\circ}}$ ,  $EL_{0^{\circ}}$  とは圧延方向との角度が  $0^{\circ}$  度の  $r$  値および  $EL$  を意味する。

第 1 図(A), 第 1 図(C) から C 量に關係なく  $\bar{r}$ , AI は 0.002 % 以上の微量 Nb の添加により著しく向上することがわかる。ただし Nb の 0.012 % 以上の添加は第 1 図(B) に示す如く  $\bar{EL}$  が劣化している。一方 C = 0.0010 % であつて Nb 無添加の 1 鋼は AI が 3 kgf/mm<sup>2</sup> 以下であり、実質的非時効性が得られ  $\bar{EL}$ ,  $\bar{r}$  も高くほぼ目的とする特性が得られているが、第 2 図(A), 第 2 図(B) に示す如く、 $r$  値,  $EL$  面内異方性が極めて大きいという欠点がある。ところがこれに微量の Nb を添加することにより  $\Delta EL$ ,  $\Delta r$  が著しく減少し面内異方性が小さくなることを発見した。

このことから、C = 0.0009 ~ 0.0033 % の極低炭素アルミキルド鋼に 0.002 ~ 0.010 % の Nb を添加することにより  $EL$ ,  $r$  値が高く更に非時効性と同時に異方性の小さいものが得られた。

特開昭 58-25436 (3)

連続鈍ラインにおいて 800 ~ 820℃ で約 40 sec の均熱を行い室温附近までほぼ直線的に 20℃/sec の速度で冷却し、0.6 % の調質圧延後の冷延鋼板の  $\bar{r}$ ,  $EL$ , 時効指数 AI,  $\Delta r$  および  $\Delta EL$  等の特性を C 量によつて 2 群に分け Nb 量との關係において、それぞれ第 1 図(A), (B), (C) および第 2 図(A), (B) に示した。なお C = 0.0009 ~ 0.0015 % は  $\Delta$  印, C = 0.0026 ~ 0.0033 % は  $\bigcirc$  印で表示した。ここで時効指数 AI は引張予歪 7.5 % のときの變形応力とこれを一旦応力除荷し、100℃ × 30 min の熱処理後再引張したときの下降伏応力との差で示したものであり、引張方向は圧延方向である。また  $EL$ ,  $\bar{r}$  および  $EL, r$  値の面内異方性を示す  $\Delta EL$ ,  $\Delta r$  の定義は次のとおりである。

$$\bar{EL} = \frac{EL_{0^{\circ}} + 2EL_{45^{\circ}} + EL_{90^{\circ}}}{4}$$

$$\bar{r} = \frac{r_{0^{\circ}} + 2r_{45^{\circ}} + r_{90^{\circ}}}{4}$$

$$\Delta EL = \frac{EL_{0^{\circ}} + EL_{90^{\circ}} - 2EL_{45^{\circ}}}{2}$$

更に引続く研究により、前記現象は Nb 以外にも、Ti, V, Zr, W の単独あるいは複合添加する場合にも見出された。またこれら添加鋼に B を複合添加すると延性が向上し材質上有効であることも判明した。

C が極めて低いアルミキルド鋼に前記の Nb 等の元素の微量添加がすぐれた特性を生じる理由については必ずしも明確ではないが、次の如く考えられる。いずれも炭素化合物形成元素であるから、まず析出物の効果が考えられるが添加量も少なく、かつ C 量が極めて低い領域であるから、C を完全に析出固定することは著しく困難であると考えられ、Nb 等の固溶状態としての作用が大きいと推定できる。

次に本発明の成分の限定理由について説明する。

C :

C は連続鈍法において十分なる延性と  $r$  値を得るため、また耐時効性のためにも 0.0040 % 以下でなければならない。また連続鈍であり冷却速度が速く P による脆化現象はほとんど問題とな

らないので下限の必要はない。

Mn :

Mnは赤熱脆性を防止するため0.03%以上必要であるが、0.30%を越すと〔III〕集合組織の発達に阻害され深絞り性が劣化するので0.03~0.30%に限定した。

P :

Pは固溶硬化能が大きく、微量で引張強さを上昇させ、深絞り性を劣化させる度合も小さいので、高強度の深絞り性鋼板を得るには極めて有効な元素であるが、0.150%を越えると点溶接性が劣化するので0.150%以下に限定した。

S :

Sは0.020%を越えると延性の劣化が大きくなるので0.020%以下に限定した。

N :

NもCと同様に固溶状態において、深絞り性耐時効性等を劣化させるので0.007%以下に限定した。

酸可溶Al :

酸可溶Alは脱酸およびNの固定に0.005%以上必要であるが0.150%を越える含有は延性の劣化および介在物の増加をきたすので、0.005~0.150%の範囲に限定した。

Nb, Ti, V, Zr, W :

これらの元素の添加は本発明では特に重要であり、これら元素の合計で0.002%以上の添加によつて極低炭素アルミキルド鋼の深絞り性のみならず時効特性およびr値、伸び等の面内異方性を著しく改善するが、0.010%を越えると伸びの劣化が甚しいので合計量で0.002~0.010%の範囲内に限定した。

上記の各限定量をもつて本発明の深絞り用冷延鋼板の基本成分とするが、更にBを同時に含有する深絞り冷延鋼板において本発明の目的をより有効に達成できる。その限定理由は次の如くである。

B :

Bを単独で添加することは深絞り性を劣化させるので無意味であるが、上記のNb等の元素と複合添加する場合のみ深絞り性が劣化せず降伏強度

の低下および伸びの上昇が得られ、プレス成形性に有効である。しかし0.0010%未満ではその効果がなく、0.0050%を越えてもその効果は飽和するので、0.0010%~0.0050%の範囲に限定した。

次に上記組成の深絞り冷延鋼板の製造工程について説明する。まず製鋼法は特に指定しないが、Cを0.0040%以下にするには転炉法-脱ガス法の組み合わせが有効である。鋼片への加工は連続一分塊圧延および連続鋳造のいずれの方法でもよい。熱間圧延はホットストリップミルにおいて通常の条件でよく、仕上温度は830℃以上、巻取温度は形状の確保および酸洗性の観点から400~750℃の範囲が好ましい。

熱延鋼帯は酸洗後冷間圧延を行うが、圧下率は50%以上であることが深絞り性を確保するために望ましい。

冷延鋼板を連続焼鈍するには最高到達温度700℃<sup>(700℃以上が必要である)</sup>未満では再結晶粒の成長が不十分で、すぐれた加工性が得られない。また950℃を越えると延性

および絞り性の劣化が甚しい。従つて連続焼鈍における加熱温度は700~950℃の範囲に限定したが、750~900℃の範囲が最も望ましい。均熱保持時間は特に限定しないが、材質確保と経済性のために10秒~3分が好適である。焼鈍後の冷却法も限定しないが、均熱温度から700℃近傍までの徐冷は時効特性の向上に有効である。また2次加工脆化を防止することは通常の連続焼鈍の冷却法で容易にできるが、0.1℃/sec以下の徐冷、あるいは700~300℃における10分間以上の滞留は避けることが好ましい。また過時効帯を有する連続焼鈍ラインにおいて、本発明鋼を過時効処理しても材質にほとんど影響を与えないので、特に必要はなく、しなくてもなんら支障はない。

本発明の焼鈍材はAlが3wt%以下であつて遅時効性であるが、若干の降伏点伸びを有することがあるので、2%以下の異質圧延を付加することができる。

本発明法はかくの如き処理により、極低炭素ア

ルイアルド鋼に微量のNb等を添加した鋼から遅時効性、異方性小なる深絞り用冷延鋼板を製造することができた。

なお本発明法はライン内焼鈍方式の連続溶融亜鉛めつきラインによる亜鉛めつき鋼板の製造にも適用できる。均熱条件および亜鉛浴の温度約500℃までの冷却法は前記のとおりであり、めつき後の冷却法も任意でよく、更に合金化処理も可能である。

#### 実施例1.

第2表に示す成分および巻取温度の鋼を冷延鋼板とした後、第3図に示したヒートサイクルで連続焼鈍ラインあるいは連続溶融亜鉛めつきラインを通板し、その引張特性、時効特性および脆性を第4表に示した。2次加工脆性はCCV試験機によりカップ状に1次加工後、0℃に10分間保持後衝撃エネルギー5kgf×1mで落重試験を行い、その割れ長さで評価した。

いずれの場合も時効特性、深絞り性にすぐれ、面内異方性が小さい冷延鋼板が得られた。亜鉛め

表2

材料 番号	化 学 組 成 ( 重量%)										熱延 巻取 温度(℃)
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	その他	B		
1	0.0008	0.010	0.14	0.011	0.007	0.0016	0.042	Nb 0.003	—	510	
2	0.0030	0.010	0.05	0.010	0.008	0.0023	0.018	Nb 0.008	—	680	
3	0.0018	0.010	0.06	0.010	0.008	0.0017	0.021	Ti 0.009	—	520	
4	0.0031	0.013	0.14	0.013	0.005	0.0032	0.040	Nb 0.003 Zr 0.005	—	710	
5	0.0037	0.009	0.14	0.013	0.005	0.0022	0.076	Ti 0.005 W 0.005	—	680	
6	0.0022	0.016	0.15	0.008	0.003	0.0013	0.091	V 0.011	—	500	
7	0.0028	0.010	0.05	0.012	0.011	0.0041	0.052	Nb 0.007	0.0022	460	
8	0.0011	0.011	0.12	0.009	0.008	0.0032	0.007	Ti 0.005	0.0045	670	
9	0.0032	0.009	0.09	0.013	0.005	0.0058	0.031	Nb 0.003 V 0.006	0.0008	480	
10	0.0014	0.012	0.18	0.082	0.007	0.0022	0.021	Nb 0.007	—	640	

表4

試料 番号	YS kgf/mm <sup>2</sup>	TS kgf/mm <sup>2</sup>	EL %	△EL %	r	△r	AI kgf/mm <sup>2</sup>	2次加工脆性 (mm)	板厚 mm	スパン (%)
1	14	29	52	28	206	0.22	12	0	0.8	0.5
2	15	30	50	33	211	0.37	25	0	0.8	0.5
3	15	28	51	40	196	0.45	20	0	0.8	0.5
4	16	31	48	15	217	0.22	0.2	0	0.8	0.5
5	17	30	49	18	192	0.08	23	0	0.7	0.5
6	16	30	51	0.6	205	0.15	0.6	0	0.8	0.3
7	13	27	52	35	210	0.36	18	0	0.8	0.3
8	14	27	53	22	198	0.25	28	0	0.8	0
9	15	28	52	32	212	0.36	22	0	0.8	0.5
10	20	36	45	15	210	0.32	25	0	0.7	0.5

つきラインを通板した試料3および試料6の亜鉛めつき性に関する結果は良好であった。試料10は引張強さ35kgf/mm<sup>2</sup>級の鋼の例であるが、時効特性、深絞り性ともに良好な結果を示している。

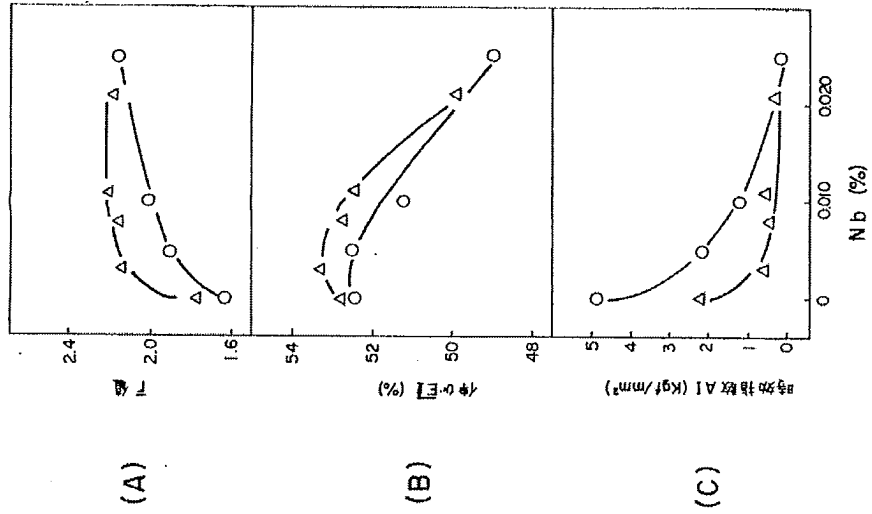
上記の実施例の結果からも明らかな如く、本発明法は極低炭素鋼に微量のNb等を添加し、冷延鋼板を700～950℃の温度範囲で連続焼鈍することにより遅時効性、異方性小なる深絞り用冷延鋼板を製造することができた。

#### 4. 図面の簡単な説明

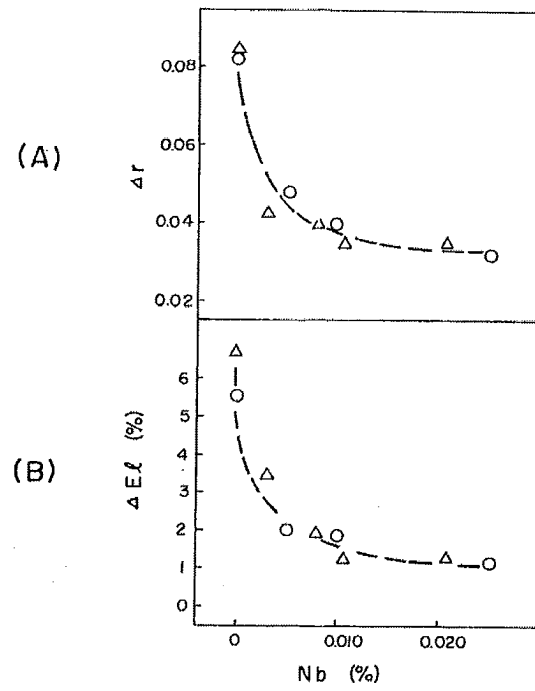
第1図(A)、(B)、(C)はそれぞれNb含有量と $\bar{r}$ 、 $\bar{EL}$ および時効指数AIとの関係を示す相関図、第2図(A)、(B)はそれぞれNb含有量と $\Delta r$ および $\Delta EL$ との関係を示す相関図、第3図は連続焼鈍ラインおよび連続溶融亜鉛めつきラインのヒートサイクルを示す線図である。

代理人 中 路 武 雄

第 1 図



第 2 図



第 3 図

